

Я. Б. ГУРЕВИЧ, М. П. ТИТОВ, М. Н. СПАССКИЙ, Р. И. ЭНТИН

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 12 II 1974)

Достижение оптимального сочетания характеристик прочности и сопротивления разрушению при динамических нагрузках является важнейшим требованием к конструкционным сталям. Разрушение при динамическом нагружении обусловлено локальными пиковыми микронапряжениями, которые в зависимости от их величины, температуры и скорости нагружения могут вызвать зарождение и быстрый рост трещин при слабом развитии макропластической деформации (хрупкое разрушение) или образование микрополостей (пор) и их слияние при значительной пластической деформации матрицы (вязкое разрушение) (¹⁻³).

Однородная и дисперсная структура стали обеспечивает более равномерное распределение микронапряжений, возникающих в процессе термической и термомеханической обработки и при последующем нагружении. В связи с этим эффективными средствами повышения ударной вязкости и понижения критической температуры перехода из вязкого в хрупкое состояние стали являются предотвращение образования при закалке немартенситных продуктов превращения (феррита, верхнего бейнита), повышение чистоты стали от вредных примесей (в первую очередь Р и S) и неметаллических включений, получение возможно более мелкого аустенитного зерна и, следовательно, более мелких мартенситных кристаллов и пакетов, формирование дисперсной субструктуры (при термомеханической обработке), ограничение содержания углерода до минимально необходимого для достижения требуемого уровня прочности (⁴).

Существенную роль должна играть и морфология карбидной фазы, выделяющейся при отпуске. Пластическое течение в α -фазе приводит, в частности, к концентрации микронапряжений у межфазной границы «феррит — карбид». Следствием этого может быть образование микропор и их слияние или возникновение микротрещин. Поэтому можно полагать, что изменение дисперсности, формы и распределения карбидных частиц приведет к изменению ударной вязкости при вязком разрушении.

Ранее было показано, что деформация в процессе превращения аустенита в перлит приводит к резкому изменению структуры стали (^{5, 6}). Сталь 30ХГС нагревали при 900° С в течение 15 мин., затем охлаждали до 650° и деформировали на 50% в процессе превращения аустенита в перлит. Как показали электронно-микроскопические исследования, в результате такой обработки карбидная составляющая перлита сфероидизируется (средний диаметр карбидных глобул около 0,01 мкм), а феррит полигонизуется (средний поперечный размер субзерен около 1 мкм). Плотность дислокаций заметно повышена по сравнению с наблюдаемой в феррите после обычного перлитного распада.

Дисперсные глобулы карбида, особенно в сталях, легированных карбидообразующими элементами, по-видимому, являются более устойчивыми при нагреве (аустенитизации) (⁷). В связи с этим можно было предположить, что сохранение в определенной мере дисперсных глобул карбида

Таблица 1

Вариант обработки	Предварительная обработка	Окончательная обработка	σ_B , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	$a_{\perp 20^\circ}$, кг/мм ²	$a_{\parallel 40^\circ}$, кг/мм ²	$a_{\parallel 70^\circ}$, кг/мм ²	a_{TX} , кг/мм ²
1а	Аустенинизация 900°, 15 мин., изотермический распад при 650°	Аустенинизация 900°, 15 мин., закалка в воду, отпуск при 650° в течение 1 часа охлаждения на воздухе	104	97	18	59	9,0	7,3	5,7	4,5
б	То же	Аустенинизация 900°, 15 мин., закалка в воду, отпуск при 200° в течение 1 часа	192	175	12	56	5,0	3,5	2,6	1,3
2а	Аустенинизация 900°, 15 мин., охлаждение до 650°, деформация в процессе перлитного превращения	Аустенинизация 900°, 15 мин., закалка в воду, отпуск при 650°, охлаждение на воздухе	111	102	18	61	17	8,4	6,8	8,7
б	То же	Аустенинизация 900°, 15 мин., закалка в воду, отпуск 200°	174	150	12	56	7,0	6,6	5,8	4,0

при аустенинизации и после закалки — в мартенсите приведет к изменению тонкой структуры мартенсита и морфологии карбидов после отпуска. Наличие карбидных частиц в аустените должно препятствовать также и росту аустенитного зерна при нагреве. Поэтому образцы стали 30ХГС были подвергнуты закалке и отпуску после предварительной обработки по двум вариантам: 1) изотермического распада аустенита и 2) деформации аустенита в процессе распада при 650°. В табл. 1 приведены свойства стали, полученные в результате таких обработок.

Как видно из табл. 1, формирование исходной структуры по варианту 2 приводит к значительному повышению ударной вязкости, в том числе на образцах с заранее созданной усталостной трещиной, как после низкого, так и после высокого отпуска. Аналогичные результаты получены также при исследовании стали 40ХНМФ.

Исходная структура стали, полученная по варианту 2, оказала сильное влияние на формирование аустенита при нагреве. Размер аустенитного зерна оказался равным 3—5 мкм, в то время как при исходной структуре первого варианта 30—40 мкм. Такое измельчение аустенитного зерна (и, следовательно, мартенситных пакетов после закалки) ^(8, 9) объясняет более высокие значения ударной вязкости при повышенных температурах испытания ⁽⁴⁾.

Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что после обработки по варианту 2б в структуре низкоотпущенного мартенсита повышена (по сравнению со структурой мартенсита варианта 1б) общая плотность дислокаций. Это проявляется как в уменьшении ширины мартенситных кристаллов с 0,25 до 0,20 мкм, так и в увеличении разориентировки соседних кристаллов с 1,0 до 2,0°. Одновременно возрастает и плотность дефектов внутри пластин: расстояния между дислокациями сокращаются с 0,020 до 0,015 мкм. Общее повышение плотности дефектов вызывает неустойчивость дислокационной структуры при нагреве, в высокоотпущенной стали возникают объемы диаметром до 2—3 мкм, свободные от дислокаций, чего не наблюдается в стали, обработанной по варианту 1.

Наиболее же существенные различия наблюдаются в распределении и размерах карбидных частиц, образующихся на границах пакетов и внутри них и особенно на границах аустенитных зерен. После обработки по варианту 2 карбиды мельче и однороднее по размерам.

После предварительной обработки по варианту 1 или 2 и закалки, ширина рентгеновских интерференционных линий мартенсита увеличивается с увеличением длительности повторной аустенитизации. Однако после предварительной обработки по варианту 2 ширина линий мартенсита остается меньшей, вплоть до 60 мин. выдержки при 900°, что подтверждает предположение о более медленном растворении мелкодисперсных карбидных глобулей в процессе аустенитизации, чем тонких пластинок (после обработки по варианту 1). Только после нагрева под закалку до 980° ширина интерференционных линий мартенсита становится одинаковой.

На этом основании можно полагать, что основной причиной изменений структуры и свойств стали под влиянием пластической деформации в процессе перлитного превращения и последующих закалки и отпуска может быть сохранение в аустените дисперсных глобулей карбидов или сегрегаций карбидообразующих элементов (и, следовательно, углерода), которые тормозят рост зерен аустенита при повторном нагреве и измельчают кристаллы мартенсита, а после высокого отпуска обуславливают более однородное распределение и большую дисперсность карбидов.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
8 II 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ Разрушение, т. 1, М., 1973, стр. 357, 406. ² R. E. Dolby, J. T. Knott, J. Iron and Steel Inst., v. 219, Part 11, 857 (1972). ³ В. И. Саппак, Р. И. Энгин, Сб. Проблемы металловедения и физики металлов, № 9, 1968, стр. 142. ⁴ Р. И. Энгин, Сб. Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения, «Наука», 1972, стр. 46. ⁵ J. I. Irany, J. Iron and Steel Inst., v. 206, № 4, 363 (1968). ⁶ Ю. Г. Вираховский, Я. Б. Гуревич, А. В. Крупин, Сталь, № 8, 752 (1971). ⁷ В. П. Гриднев, Ю. Я. Мешков и др., Физические основы электротермического упрочнения стали, Киев, 1973, стр. 67. ⁸ A. R. Marder, Y. Kranz, Proc. II Intern. Conf. on High Strength Metals and Alloys, California, 1970. ⁹ Shōichi Matsuda et al., Trans. Japan Inst. Metals, v. 9, № 5, 343 (1968).